



EFFETS DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LES PROPRIETES ELECTRIQUES DES CELLULES SOLAIRES A BASE DE SILICIUM POLYCRISTALLIN

E. Courcelle, M. Mesli, J. Muller, D. Salles, P. Siffert

► To cite this version:

E. Courcelle, M. Mesli, J. Muller, D. Salles, P. Siffert. EFFETS DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LES PROPRIETES ELECTRIQUES DES CELLULES SOLAIRES A BASE DE SILICIUM POLYCRISTALLIN. CNRS International Colloquium on Polycrystalline semiconductors, 1982, Perpignan, France. pp.C1-283-C1-288, 10.1051/jphyscol:1982139 . jpa-00221796

HAL Id: jpa-00221796

<https://hal.science/jpa-00221796>

Submitted on 1 Jan 1982

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

EFFETS DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LES PROPRIETES ELECTRIQUES DES CELLULES SOLAIRES A BASE DE SILICIUM POLYCRISTALLIN

É. Courcelle, M. Mesli, J.C. Muller, D. Salles et P. Siffert

*Centre de Recherches Nucléaires, Laboratoire de Physique et Applications
des Semiconducteurs, (PHASE), 67037 Strasbourg Cedex, France*

Résumé. - On a étudié l'effet de recuits à haute température sur les caractéristiques électriques à l'obscurité et sous éclairnement de cellules solaires à base de silicium polycristallin dont la jonction était préparée à froid par incrustation ionique et recuit par laser pulsé. Dans certains cas des dégradations notables sont observées pour des recuits à 900°C.

Abstract. - The effect of high temperature treatments has been investigated on polycrystalline silicon solar cells prepared by a "cold" technology including PF_5 ion incrustation and pulsed YAG laser annealing. In some cases, degradation is observed after heating of 900°C.

1. Introduction

Le silicium polycristallin tend à remplacer progressivement les monocristaux dans la fabrication des photopiles. La technologie d'élaboration de la jonction reste la même et fait appel à la diffusion thermique de dopants. Or certaines études récentes (1) montrent que ces cycles thermiques peuvent altérer notablement les propriétés du matériau de départ.

Le but de ce travail est d'étudier l'influence des traitements thermiques sur les propriétés électriques et photovoltaïques de quelques polycristaux CGE, tirés par la méthode Bridgmann (2). Pour ne pas modifier les propriétés du matériau de départ, la jonction P-N a été réalisée par un procédé à froid utilisant l'incrustation ionique et le recuit par laser pulsé.

2. Conditions expérimentales

- Silicium polycristallin

Les cristaux fournis par la CGE ont été tirés par une méthode de Bridgmann modifiée (2) à partir de silicium de qualité électronique. La taille des polycristaux varie suivant l'endroit dans le bloc où l'échantillon est prélevé. La résistivité de ces cristaux de type P évolue également le long du lingot comme indiqué sur la figure 1 ; elle est plus faible dans la partie supérieure (tranche 11) qu'inférieure (tranche 44). Par ailleurs, des mesures $C(V)$ indiquent que la résistivité évolue également dans la direction perpendiculaire à l'axe de tirage (figure 2). Le dopage est plus important au centre du lingot qu'à la périphérie : cela montre que les courbes d'isoresistivité ont leur concavité tournée vers le haut du lingot. Celles-ci dépendent des conditions de tirage et varient d'un lingot à l'autre (2).

- Recuit thermique

Le recuit thermique des échantillons est effectué après sciage en tranches de 300 μm d'épaisseur et décapage conventionnel dans des conditions proches de celles mises en oeuvre pour la diffusion thermique, soit 900°C pendant 1 heure, sous vide (pression : 10^{-6} torr).

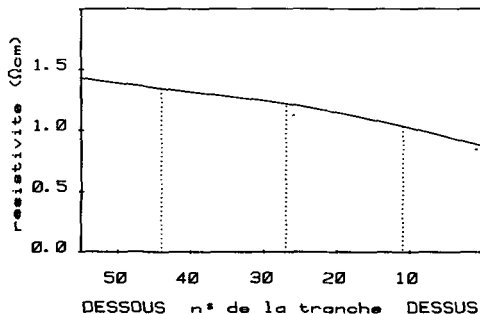


Fig. 1 : Résistivité en fonction de la hauteur de l'échantillon sur le lingot (courbe fournie par la CGE).

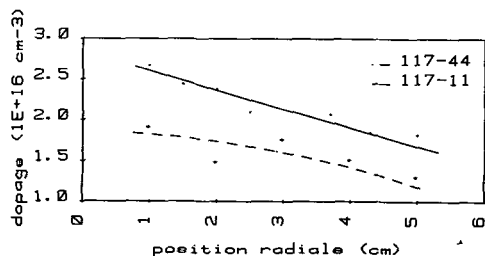


Fig. 2 : Dopage du silicium en fonction de la distance à l'axe de tirage du lingot (mesuré par C(V)).

- Jonction et contacts

La jonction P-N est réalisée par incrustation ionique à partir de PF_5 par le procédé AMI mis au point au laboratoire (3). La tension d'accélération est de 10 keV et la densité de courant ionique de $0,4 \text{ mA/cm}^2$. La dose incrustée est de $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$.

La guérison des dommages superficiels et l'incorporation des dopants au réseau est obtenue par recuit laser à l'aide d'un ensemble "Epitherm" utilisant le balayage d'un laser YAG pulsé à haut taux de répétition (5 kHz), émettant des impulsions de durées 100 ns, pour un faisceau de diamètre $100 \mu\text{m}$. La densité d'énergie employée a été de $2,5 \text{ J/cm}^2$ à $0,53 \mu\text{m}$ de longueur d'onde. Au-delà de la jonction, le matériau ne subit pratiquement pas d'échauffement.

Un recuit thermique à 600°C permet de guérir les défauts résiduels, notamment ceux dus à la queue d'implantation non touchée au cours du recuit laser. Des diodes mesa de 2 ou 6 mm de diamètre sont finalement dégagées aux endroits choisis.

Une métallisation de 3000 \AA d'or assure le contact de la face arrière, alors que la face frontale est munie d'une grille en argent d'épaisseur 3000 \AA .

3. Résultats expérimentaux

Trois types de mesures ont été effectuées, à savoir les caractéristiques I-V et C-V à l'obscurité, les propriétés photovoltaïques sous un éclairage simulé AM1 (100 mW/cm^2) et la longueur de diffusion effective des porteurs minoritaires dans la base, des mesures DLTS. Dans ce dernier cas, on a préféré utiliser des structures Schottky pour ne pas être gênés par d'éventuels défauts dus au procédé de fabrication de la jonction. Elles ne sont préparées qu'après recuit des échantillons à différentes températures.

A. A l'obscurité

a) Mesures I-V à l'obscurité

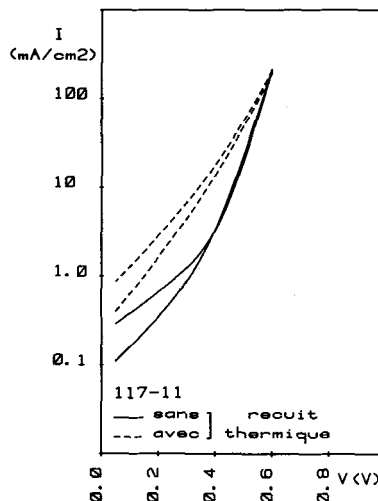
En négligeant l'effet des résistances série et de shunt, l'expression du courant peut se mettre sous la forme :

$$I = I_{\text{or}} \exp \frac{qV}{n_i kT} + I_{\text{od}} \exp \frac{qV}{n_d kT}$$

dans laquelle la première partie est due à la recombinaison en volume et en surface, la seconde au courant de diffusion. Comme on peut le constater sur la figure 3, les valeurs du courant à faible polarisation, où le courant de recombinaison domine, sont très dispersées, ce qui résulte du fait que les joints de grain et les effets de surface jouent un rôle important, mais aléatoire.

Par contre, la composante de diffusion est très stable d'un échantillon à l'autre, ce qui indique que la jonction est homogène. Nous avons rassemblé sur le tableau I les paramètres du courant ainsi que ceux mesurés pour du silicium monocristallin préparé dans les mêmes conditions. On notera la très grande différence de densité de courant, ce qui indique la présence d'une grande densité de défauts dans le polycristal.

Fig. 3 : Courbes I(V) à l'obscurité pour deux échantillons 117-11 sans recuit thermique et deux échantillons avec recuit thermique.



b) Nature des défauts

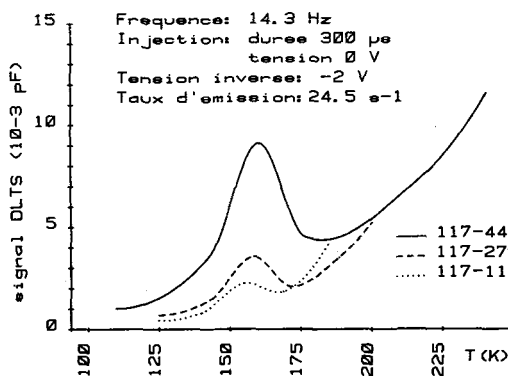
Afin de confirmer la responsabilité du traitement thermique sur la dégradation des propriétés électriques du matériau, nous avons analysé par DLTS divers échantillons ayant subi des traitements thermiques à 300, 700 et 900°C pendant 60 min.

La figure 4 montre les spectres obtenus pour les échantillons 11, 27 et 44 du même lingot : tant que la température ne dépasse pas 700°C les spectres DLTS sont plats; par contre à 900°C un niveau apparaît à $E_V + 0,33\text{eV}$ à une concentration décroissante en passant du 44 (partie inférieure du lingot) au 27 puis au 11. Il pourrait s'agir du centre K (vacance C-O) déjà reporté dans la littérature (4, 5).

Fig. 4 : Spectre DLTS. Il apparaît un niveau à l'énergie $E_V + 0,33\text{ eV}$

section efficace de capture

$$\sigma_p = 3 \cdot 10^{-15} \text{ cm}^2.$$



Ce défaut observé en l'absence de porteurs minoritaires (Schottky), joue le rôle de centres de recombinaison dans la jonction. Il détermine la longueur de diffusion et la tension de circuit ouvert.

B. Sous éclaircissement AM1

a) Préalablement au recuit thermique

Nous avons reporté sur le tableau II les meilleurs résultats enregistrés pour les tranches 117-11 et 44, comparés à du Wacker. On notera que le meilleur rendement est mesuré sur le n° 11, prélevé à la partie supérieure, puisque à la fois la tension de circuit ouvert et la longueur de diffusion sont meilleures, ce qui est en accord avec les résultats de la DLTS.

Il apparaît également que les échantillons les moins résistifs présentent les meilleures caractéristiques. Ce résultat est lui aussi confirmé par DLTS.

Remarquons que les meilleurs résultats obtenus sur ce matériau sont voisins de ceux mesurés sur du matériau Wacker dont la jonction a été réalisée de la même manière.

b) Après traitement thermique

Le tableau III résume les résultats obtenus sur l'échantillon 11 avant et après recuit thermique. On constate que la tension de circuit ouvert est sensiblement dégradée par le recuit thermique, alors que le courant de court-circuit et la longueur de diffusion sont sensiblement les mêmes.

c) Interprétation

La différence de comportement des échantillons réalisés sur la tranche 117-11 et 117-44 pourrait s'expliquer par la présence de dislocations vers le bas du lingot : celles-ci sont dues au fait que la croissance ne se fait pas à partir de germes monocristallins, mais de centres de nucléation dispersés sur le fond du creuset. D'autre part, la vitesse de croissance est sensiblement plus grande que dans du silicium monocristallin.

La présence d'un centre de recombinaison observé en DLTS pourrait alors s'expliquer par un effet de diffusion de lacunes et d'oxygène vers les dislocations. Cet effet est bien connu dans le silicium monocristallin (6) comme dans le polycristallin, où la diffusion d'oxygène peut aussi se faire vers les joints de grains (1).

Dans cette hypothèse, les dislocations qui jouent un rôle néfaste en augmentant le courant inverse et en faisant baisser la tension de circuit ouvert, comme les expériences réalisées sur l'échantillon 117-44 le montrent, devraient introduire des niveaux visibles par DLTS sur les spectres effectués sur des échantillons n'ayant pas subi de recuit thermique. Les mesures que nous avons réalisées nous permettent seulement d'affirmer que le centre K n'existe pas pour des recuits thermiques à des températures inférieures à 900°C. Par ailleurs, il n'est pas exclu que d'autres pics soient présents à des concentrations inférieures à notre seuil de détection. D'autres expériences devraient nous permettre de lever cette ambiguïté.

4. Conclusion

Cette étude a permis de montrer que les résultats obtenus sur le silicium polycristallin CGE dépendent fortement de l'endroit dans le lingot où est prélevé l'échantillon. Par ailleurs, les traitements thermiques ont des effets non négligeables, dégradant le rendement de conversion photovoltaïque. Il convient donc d'être prudent lors de la comparaison des divers polycristaux, car la méthode d'élaboration de la cellule peut jouer un rôle non négligeable.

5. Remerciements

Nous remercions MM. DUMAS et FALLY (CGE) qui ont bien voulu mettre à notre disposition les échantillons utilisés dans ce travail, ainsi que Mlle AMANN qui a préparé les diodes.

6. Références

- (1) RUSSELL P.E., HERRINGTON C.R., BURKE D.E. and HOLLOWAY P.H.
The effect of heat treatment on grain boundary properties in cast polycrystalline silicon. In Proc. Materials Research society Conf. de Boston "Grain boundaries in Semiconductors" pp. 185, 191 (Nov. 1981).
- (2) FALLY J.
Rapport interne CGE, non publié, Juin 1981.
Etude d'élaboration de silicium semi-cristallin à structure basaltique en tant que matériau pour photopiles solaires.
- (3) MULLER J.C., PONPON J.P., GROB J.J. and SIFFERT P.
in Proc. European Photovoltaic Solar Energy. Conf. D. Reidel Ed. (Luxembourg) pp. 897-909, sept. 1977.
- (4) CARTER J.R.
Jr. IEEE Trans. on Nuclear Sc.13, 6 (1966).
- (5) CARTER J.R.
Journal of Chemistry and Physics of Solids 27 (1966) p. 913.
- (6) MAGEE T.J., LEUNG C., KAWAYOSHI, FURMAN B., EVANS C.A., DAY D.S.
Redistribution of oxygen within damage regions of boron-implanted silicon Appl. Phys. Lett. 39 (3), august 1981.

Tableau I

	$I_{or} (\mu A/cm^2)$	n_r	$I_{od} (\mu A/cm^2)$	n_d
117-11 sans recuit th.	75,4	5,4	0,153	1,7
117-11 avec recuit th.	247	4,58	7,79	2,44
Si monocristallin	0,225	2,4	$3,1 \cdot 10^{-3}$	1,38

Tableau II. (Valeurs mesurées sans couche anti-reflet)

	$V_{co} (mV)$	$I_{cc} (mA/cm^2)$	FF	$\eta \%$	$L_n (\mu m)$
117-11	505	23	0,67	7,8	37
117-44	480	20	0,64	6,1	16
Wacker	505	20,6	0,7	7,3	35

Tableau III. (Valeurs mesurées sans couche anti-reflet)

	V_{co} (mV)	I_{cc} (mA/cm ²)	FF	η %	L_n (μm)
117-11 SANS recuit th.	505	21,2	0,65	7	30
117-11 AVEC recuit th.	475	21	0,62	6,2	25